

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-194998

(43)Date of publication of application : 29.07.1997

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
B21C 37/08
B23K 26/00
C21D 9/08
C21D 9/50
C22C 38/04
C22C 38/58

(21)Application number : 08-001726

(71)Applicant : NKK CORP

(22)Date of filing : 09.01.1996

(72)Inventor : IWASAKI KENICHI
NAGAHAMA YUTAKA
SATO AKIO
OMURA MASAKI

(54) WELDED STEEL TUBE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a welded steel tube reduced in the amount of oxygen in a weld zone and having mechanical properties, in the weld zone, comparable to those in a base material part while maintaining the advantage of a resistance welding method enabling high efficiency production.

SOLUTION: A steel plate, which has a composition containing, by weight, 0.01-0.5% C and 0.5-2% Mn and further containing, each including the case of 0%, $\leq 1.0\%$ Si, $\leq 0.2\%$ Al, $\leq 0.01\%$ N, $\leq 0.2\%$ Ti, $\leq 0.2\%$ Zr, $\leq 0.2\%$ Nb, $\leq 0.2\%$ V, $\leq 1.5\%$ Ni, $\leq 1.5\%$ Cu, $\leq 3.0\%$ Cr, $\leq 1.5\%$ Mo, $\leq 1.5\%$ W, $\leq 0.005\%$ B, $\leq 0.01\%$ Ca, $\leq 0.01\%$ Mg, $\leq 0.1\%$ REM, $\leq 0.02\%$ P, and $\leq 0.03\%$ S, is formed into tubular body. Then, the edges, abutting each other, of the tubular body are melted by laser beam irradiation and subjected to upset welding, by which the welded steel tube in which the amount of oxygen in a weld zone is regulated to ≤ 200 ppm is obtained.



CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] By weight %, C:0.01 - 0.5% and Mn:0.5-2% are contained. Further Less than [Si:1.0%], aluminum: Less than [0.2%], N : 0.01% or less, Ti: Less than [0.2%], less than [Zr:0.2%], Nb: Less than [0.2%], V : 0.2% or less, nickel: Less than [1.5%], less than [Cu:1.5%], Cr: Less than [3.0%], less than [Mo:1.5%], W : 1.5% or less, B : 0.005% or less Less than [calcium:0.01%], less than [Mg:0.01%], REM: Less than [0.1%], P : It reaches 0.05% or less. Welded steel pipe which consists of steel containing S:0.03% or less (all contain 0), and is characterized by the amount of oxygen of a weld zone being 200 ppm or less.

[Claim 2] The manufacture approach of a welded steel pipe characterized by consisting of the following process.

(a) the process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, and (b) -- the process which fabricates said steel plate on a tubular object, and (c) -- the process which carries out upsetting and welds it while fusing the edge section with which said tubular object was compared by the exposure of a laser beam.

[Claim 3] The manufacture approach of a welded steel pipe characterized by consisting of the following process.

(a) the process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, and (b) -- the process which fabricates said steel plate on a tubular object, and (c) -- the process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared, and (d) -- the process which carries out upsetting and welds it while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam.

[Claim 4] The manufacture approach of a welded steel pipe characterized by consisting of the following process.

(a) The process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, the process which fabricates the (b) aforementioned steel plate on a tubular object, (c) The process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared to the temperature within the limits of 600-1300 degrees C, (d) Process which heats the process which carries out upsetting and welds it while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam, and the (e) aforementioned weld zone in the temperature region of 3+20 degrees C - 1000 degree C of Ac(s), and is subsequently cooled.

[Claim 5] The manufacture approach of a welded steel pipe characterized by consisting of the following process.

(a) The process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, the process which fabricates the (b) aforementioned steel plate on a tubular object, (c) The process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared to the temperature within the limits of 600-1300 degrees C, (d) The process which carries out upsetting and welds it while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam, (e) Process which (f) the process heated in a +20 degrees C - 1000 degrees C temperature region and Ac3f Ranks second, and returns said weld zone at the temperature (however, 300-400 degrees C is removed) of 100 degrees C - AC1 within the limits.

[Translation done.]

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to the welded steel pipe used for the object for pipelines, the object for machine structural members, and various plants, and its manufacture approach.

[0002]

[Description of the Prior Art] As for the application of a steel pipe, seamless steel tubes and the welded steel pipes with which it is various and was manufactured by various kinds of approaches according to the application or size, such as the object for pipelines, an object for machine structural members, an object for heat exchangers, an object for autoparts, an object for machine structural members, and various objects for plants, are used. The dimensional accuracy of the high frequency welded steel tube manufactured by fabricating a steel strip to the shape of tubing continuously in it, and heating both [a tubular object (open pipe), nothing, and / its / that face] the edge section by high-frequency heating or resistance heating, and welding is high, and it is manufactured as compared with other tube-manufacturing approach so much [since it is / that it can manufacture in high efficiency / comparatively cheap] from the former, and is used.

[0003] However, when using a high frequency welded steel tube in the field required of an advanced quality-of-the-material property or high dependability, the quality of the material may be made into a problem. The reason which is inferior in the quality of the material of a high frequency welded steel tube as compared with other welded steel pipes is as follows.

1) Compare the heat input of the electric-resistance-welding section with arc welding, and since it is few, the electric-resistance-welding section at the time of electric resistance welding and the cooling rate of the near are quick. Therefore, it is easy to harden the electric-resistance-welding section and its near, and the quality tends to deteriorate.

2) The weld zone welded by the electric-resistance-welding method is in the condition which can also be said to be the middle of the usual melting welding of arc welding etc., and a pressure welding, and a clear melting pool is not formed in the joint. Although the oxide of a considerable amount is formed of oxidation at the time of welding, as a result of those oxides' being hard to be discharged from the interior of steel and, serving as a weld zone with many oxygen contents on the other hand, a mechanical property deteriorates.

[0004] Correspondence by heat-treating to one among the reasons for the above is possible. For example, the technique which heat-treats hardening tempering to the weld zone which has improved the quality of the material of the hardened weld zone, for example, was hardened to JP,62-151509,A is indicated to electric-resistance-welding tubing by performing heat treatment of normalizing or quench-and-temper on-line.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, a separate cure is required for solution of the trouble which originates in oxidation of two among the reasons for the above, for example, to carry out upsetting of the steel strip to a tubular object at the time of welding, and to discharge inclusion etc. outside as much as possible is tried. However, as a result, the metal flow near the weld zone will start and, so to speak, the cross section at the time of rolling of steel will appear in the inside-and-outside front face of tubing. It is apprehensive about that fatigue strength is inferior to the steel pipe which has such a metal flow, and possibility that a problem will arise in endurance when internal pressure is applied. Even if it performs upsetting, of course, inclusion etc. is not necessarily discharged completely, and it is also known that the inclusion of a considerable amount will remain, consequently the amount of oxygen in steel increases.

[0006] The cure for solving the above-mentioned problem is also worked on, a seam welded area is shielded by non-oxidizing gas which is indicated by JP,63-241116,A, electric resistance welding is performed [a heat input is controlled, or], and the method of decreasing the amount of oxygen and the amount of inclusion of the electric-resistance-welding section is learned. However, the shielding

equipment which there is a limitation in the improvement by control of a heat input actually, is excellent in shielding nature, and can be equal to continuation operation is not developed, either.

[0007] Since it is such, the high frequency welded steel tube which mechanical properties, such as reinforcement of a weld zone and toughness, do not have inferiority with the base material section shall not be manufactured conventionally. As mentioned above, mechanical properties manufactured by the Prior art, such as reinforcement of the weld zone of a high frequency welded steel tube and toughness, are inferior as compared with the base material section, and had become the big cause by which this restricted the application of a high frequency welded steel tube.

[0008] Therefore, the purpose of this invention maintaining the advantage which the electric-resistance-welding method which solves the problem mentioned above and can be manufactured in high efficiency has, there are few amounts of oxygen of a weld zone, and that mechanical property is in offering the welded steel pipe which is equal as compared with the base material section, and its manufacture approach.

[0009]

[Means for Solving the Problem] The cause by which the mechanical property of the electric-resistance-welding section is inferior in this invention persons as compared with the base material section is in the heat history of the amount of oxygen of one weld zone, the amount of inclusion, and two weld zones, and the metal flow near the 3 weld zones, and this invention was completed, as a result of especially the effect of 1 and 2 finding out a large thing and repeating research.

[0010] Let the base of this invention be a welded steel pipe by carrying out the preheating of the edge section with which the steel strip which has a suitable chemical entity presentation was fabricated on the tubular object with a multistage roll, and the acquired tubular object was compared at suitable temperature, carrying out upsetting and welding, while irradiating a laser beam at the edge section by which the preheating was subsequently carried out and fusing this.

[0011] Therefore, since a weld zone becomes what has melting solidification structure unlike the case where it is based on the manufacture approach of the conventional high frequency welded steel tube and melting of steel arises, most oxides generated by oxidation are discharged from the fused steel. Consequently, the amount of oxygen of a weld zone can decrease sharply as compared with the weld zone of the conventional high frequency welded steel tube, and can make min extent to which mechanical properties, such as reinforcement of a weld zone, fall as compared with the base material section. Of course, when the component presentation of steel is not appropriate, a laser beam is irradiated under optimum conditions, and when a welded steel pipe is manufactured, the mechanical property of a weld zone does not become sufficient thing.

[0012] Invention according to claim 1 is characterized by the following. By weight %, C:0.01 - 0.5% and Mn:0.5-2% are contained. Further Less than [Si:1.0%], aluminum: Less than [0.2%], N : 0.01% or less, Ti: Less than [0.2%], less than [Zr:0.2%], Nb: Less than [0.2%], V : 0.2% or less, nickel: Less than [1.5%], less than [Cu:1.5%], Cr: Less than [3.0%], less than [Mo:1.5%], W : 1.5% or less, B : 0.005% or less Less than [calcium:0.01%], less than [Mg:0.01%], REM: Less than [0.1%], P : It reaches 0.05% or less. Welded steel pipe whose amount of oxygen of a weld zone it consists of steel containing S:0.03% or less (all contain 0), and is 200 ppm or less.

[0013] Invention according to claim 2 is characterized by the following.

(a) the process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, and (b) -- the process which fabricates said steel plate on a tubular object, and (c) -- the manufacture approach of the welded steel pipe which consists of a process which carries out upsetting and welds it while fusing the edge section with which said tubular object was compared by the exposure of a laser beam.

[0014] Invention according to claim 3 is characterized by the following.

(a) the process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, and (b) -- the process which fabricates said steel plate on a tubular object, and (c) -- the process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared, and (d) -- the manufacture approach of the welded steel pipe which consists of a process which carries out upsetting

and welds it while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam.

[0015] Invention according to claim 4 is characterized by the following.

(a) The process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, the process which fabricates the (b) aforementioned steel plate on a tubular object, (c) The process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared to the temperature within the limits of 600-1300 degrees C, and (d) -- the process which carries out upsetting and welds it while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam, and (e) -- the manufacture approach of the welded steel pipe which consists of a process which heats said weld zone in the temperature region of 3+20 degrees C - 1000 degree C of Ac(s), and is subsequently cooled.

[0016] Invention according to claim 5 is characterized by the following.

(a) The process which prepares the steel plate of the chemical entity presentation indicated by claim 1, the process which fabricates the (b) aforementioned steel plate on a tubular object, (c) The process which heats beforehand the edge section with which said tubular object was compared to the temperature within the limits of 600-1300 degrees C, (d) The process which carries out upsetting and which is welded while fusing said edge section of said tubular object by which the preheating was carried out by the exposure of a laser beam, (e) The manufacture approach of the welded steel pipe which consists of a process which (f) the process heated to the temperature within the limits of +20 degrees C - 1000 degrees C and Ac3f Ranks second, and returns said welded weld zone at the temperature (however, 300-400 degrees C is removed) of 100 degrees C - AC1 within the limits.

[0017]

[Embodiment of the Invention] The approximate account Fig. and drawing 2 which show an example of a tube-manufacturing facility for drawing 1 to carry out this invention are the A-A line view Fig. of drawing 1. As shown in a drawing, a contact tip 2, a top roll 4 and a side roll 5, the 1st high-frequency-heating equipment 6, the water-cooled zone 7, and the 2nd high-frequency-heating equipment 8 are arranged in this sequence along the migration direction of the tubular object 1.

[0018] A steel strip is fabricated on the tubular object 1 with the multistage roll which is not illustrated, and, subsequently the edge section with which the tubular object 1 was compared by the contact tip 2 or high-frequency-induction-heating equipment is heated beforehand. Subsequently, while irradiating a laser beam 3 to the edge section to which the preheating of the tubular object 1 was carried out and fusing this, upsetting is carried out and it welds. Subsequently, according to the purpose of using a steel pipe etc., postheat treatments, such as normalizing or hardening annealing, are performed in the 1st high-frequency-heating equipment 6, the water-cooled zone 7, and the 2nd high-frequency-heating equipment 8.

[0019] By the exposure of a laser beam, the base of this invention fuses the edge section with which the tubular object 1 was compared, discharges the oxide which was welded and was generated at the time of welding to the exterior of steel, and sets the amount of oxygen of a weld zone to 200 ppm or less. Consequently, the oxide which occupies most amounts of oxygen of steel is discharged by the exterior of a steel pipe.

[0020] The amount of oxygen of the fully deoxidized steel does not usually exceed 100 ppm. On the other hand, the range of the amount of oxygen of the weld zone of the high frequency welded steel tube manufactured by the conventional approach is 200ppm ** -300ppm.

[0021] Drawing 3 uses the steel strip which has the component presentation of Table 1 mentioned later of No.1-No.5. It is drawing measuring and showing the amount of oxygen of the weld zone when manufacturing bore 76.3mmphi and a welded steel pipe with a thickness of 7.5mm by this invention approach the condition for preheat temperature [of 700 degrees C], laser output 5kw, and 3m/of speed of travel, and the amount of oxygen of the electric-resistance-welding section when manufacturing by the conventional electric-resistance-welding method. the amount of oxygen of the weld zone of the welded steel pipe of this invention is about 150 ppm so that clearly from drawing 3 -- receiving, the amount of oxygen of the weld zone of the conventional high frequency welded steel tube was about 250

ppm.

[0022] The amount of oxygen of a weld zone is influenced of preheating conditions. That is, if preheat temperature is made high, the load of laser radiation to welding will become small, and manufacture efficiency will improve. Since the amount of the oxide generated at the time of a preheating increases on the other hand, the amount of oxides increases as a result, the amount of oxygen also becomes high, and a mechanical property deteriorates. In addition, the amount of inclusion, the amount of oxides, and the amount of oxygen are in proportionality mostly.

[0023] On the other hand, if preheat temperature is made low, the load of laser radiation to welding will become size, and manufacture efficiency will fall, or a mass laser radiation facility will be needed, and it will become cost quantity. As a result of the amount of the oxide generated at the time of a preheating decreasing on the other hand, the amount of inclusion decreases, the amount of oxygen decreases, and a mechanical property improves.

[0024] In addition, in this invention, a weld zone is a generic name containing the part from which microstructures (part from which a metal flow and etching susceptibility differ) differ to the base material section including the weld zone by the exposure of a laser beam.

[0025] Drawing 4 is drawing having shown the effect of preheat temperature to toughness. The same welded steel pipe is used with having explained above-mentioned drawing 3, and it is hardening tempering processing (hardening temperature 950 **, tempering temperature 650 degrees C, the cooling rate of 50 degrees C / sec). Fracture transition temperature [in / steel pipe / which was given / the preheat temperature and a Charpy test] (v Trs) Relation was investigated. If preheat temperature becomes high so that clearly from drawing 4, the amount of oxygen will increase. vTrs It goes up and toughness falls.

[0026] -50 degrees C or less which is the standard of high toughness vTrs In order to secure, it is necessary to make preheat temperature into 1000 degrees C or less, and it is -70 degrees C or less further. vTrs In order to secure, it is necessary to make preheat temperature into 750 degrees C or less. In addition, the amount of oxygen in case preheat temperature is 1000 degrees C is 150-190 ppm, and the amount of oxygen in case preheat temperature is 700 degrees C is about 120-150 ppm.

[0027] Next, the reason which limited the chemical entity presentation of the welded steel pipe of this invention as mentioned above is explained below. C has the operation which raises the reinforcement of steel. However, C content is difficult for strong reservation at under 0.01 wt(s)%. On the other hand, if C content exceeds 0.5 wt(s)%, hot-working nature, weldability, and toughness will deteriorate. Therefore, C content should be limited within the limits of 0.01 - 0.5 wt.%.

[0028] Mn also has the operation which raises the reinforcement of steel. However, reinforcement with Mn content sufficient by under 0.05 wt(s)% is not obtained. On the other hand, if Mn content exceeds 2 wt(s)%, weldability and toughness will deteriorate. Therefore, Mn content should be limited within the limits of 0.05 - 2 wt.%.

[0029] Although Si is a deoxidation element, if the content exceeds 1.0 wt(s)%, the bad influence of weldability and toughness deteriorating will arise. Therefore, the upper limit of Si content is made into 1.0 wt(s)%. In addition, when adding Si as a deoxidizer, the addition more than 0.05 wt.% is desirable.

[0030] Although aluminum is also a deoxidation element, if the content exceeds 0.2 wt(s)%, the bad influence of toughness deteriorating will arise. Therefore, the upper limit of aluminum content is made into 0.2 wt(s)%. In addition, when adding aluminum as a deoxidizer, the addition more than 0.0005 wt.% is desirable.

[0031] Although N is an element mixed into steel as an impurity out of atmospheric air at the time of the dissolution, if the content exceeds 0.01 wt(s)%, a bad influence will produce it in weldability and toughness. Therefore, the upper limit of N content is made into 0.01 wt(s)%. In addition, N also has the operation which raises the reinforcement of steel like C, and the effectiveness is accepted by content of 0.001 wt(s)% extent. Therefore, when using the potentiation of N, the addition more than 0.001 wt.% is desirable.

[0032] Ti, Zr, Nb, and V raise the reinforcement of steel, and form carbide and a nitride, make an austenite grain detailed, and have the operation which raises reinforcement and toughness. Therefore, at

least one element chosen from the above-mentioned group is made to contain if needed. However, if the content exceeds 0.2wt(s).%, toughness will deteriorate. Therefore, in making at least one element chosen from the group which consists of Ti, Zr, Nb, and V contain, it makes the upper limit into 0.2wt(s).%. In addition, it is desirable that effectiveness carries out to more than 0.005wt.%, under by 0.005wt(s).% when they make this contain, since there are few the contents.

[0033] Cr, Cu, nickel, Mo, W, and B have the operation which raises the reinforcement of steel.

Therefore, at least one element chosen from the above-mentioned group is made to contain if needed.

However, if Cr content exceeds 3wt(s).%, weldability and toughness will deteriorate, if Cu content exceeds 1.5wt(s).%, hot-working nature, weldability, and toughness will deteriorate, if each content of nickel, Mo, and W exceeds 1.5wt(s).%, the addition effectiveness will be saturated, and if B content exceeds 0.005wt(s).%, the toughness of a weld zone will deteriorate. Therefore, in 3wt(s).% and Cu, each of 1.5wt(s).%, and nickel, Mo and W makes it as 1.5wt(s).%, and, as for Cr, B makes 0.005wt(s).% the upper limit of each element in the case of making at least one element chosen from the above-mentioned group contain. In addition, each of Cr, Cu, nickel, Mo, and W is [0.03wt(s).% and B of a desirable lower limit for each above-mentioned element to demonstrate the effectiveness] 0.0001wt(s).%s.

[0034] calcium, Mg, and REM have the operation which it is connected with S, inclusion is granulated, and the corrosion resistance in various kinds of corrosive environment is raised through gestalt control, and raises a toughness value. Therefore, at least one element chosen from the above-mentioned group is made to contain if needed. However, if the content of calcium and Mg exceeds 0.01wt(s).% respectively and the content of REM exceeds 0.1wt(s).%, the toughness of steel will deteriorate. Therefore, calcium and Mg make 0.01wt(s).% the upper limit of each element in the case of making at least one element chosen from the above-mentioned group contain, and REM makes it 0.1wt(s).%. In addition, a desirable lower limit for each above-mentioned element to demonstrate the effectiveness is 0.0005wt(s).%.

[0035] It is permitted, the amount of extent, i.e., P, by which P and S of an unescapable impurity are usually contained in steel, and below 0.03wt(s).% is permitted for S below 0.05wt(s).%. However, since P and S are harmful to toughness, when a demand of toughness is high, it is desirable that P carries out to below 0.02wt(s).%, and S carries out to below 0.01wt(s).%. If the amount of S is especially restricted to below 0.005wt(s).%, the toughness which was excellent much more will be acquired.

[0036] Next, the manufacture approach of the welded steel pipe this invention is explained. The facility shown in drawing 1 and drawing 2 is used, and the edge section with which the tubular object 1 was compared by the contact tip 2 or high frequency induction heating is heated beforehand. The desirable preheat temperature of the edge section is within the limits of 600-1300 degrees C. Less than 600 degrees C of a preheating are [preheat temperature] insufficient, and the burden to the exposure of a laser beam becomes excessive. As a result of oxidation of steel advancing and the amount of oxides increasing on the other hand although the burden to the exposure of a laser beam becomes light if preheat temperature becomes high exceeding 1300 degrees C, the amount of oxygen increases. In addition, it is desirable to restrict the amount of oxygen of a weld zone to 200 ppm or less, and to restrict preheat temperature to 1000 degrees C or less at a ** sake.

[0037] To the edge section by which the preheating was carried out as mentioned above and with which the tubular object 1 was compared, a laser beam 3 is irradiated, and this is fused and welded. The configuration of the edge section compared by the top roll 4 at the time of welding is formed in an I-beam, and upsetting is carried out with a side roll 5. In addition, as shown in drawing 1, two or more top rolls 4 suppress the tubular object 1 from the slanting upper part, they are arranged so that a laser beam 3 may pass through between top rolls 4, and a weld zone is heated by the laser beam 3 which passes through between top rolls 4, and they fuse it by it. In addition, a preheating can also carry out electric resistance welding only by the exposure of the laser beam instead of indispensable conditions.

[0038] Thus, since melting welding is performed by the laser beam 3, most oxides formed in the edge section at the time of a preheating are discharged outside a melting pool, and a weld zone with few amounts of oxygen is formed. It cannot be overemphasized that there are few amounts of the oxide formed at the time of a preheating sharply as compared with the manufacture approach of the

conventional high frequency welded steel tube heated even to the temperature directly under melting. [0039] In addition, at the time of manufacture of the conventional high frequency welded steel tube, in order to discharge the oxide generated in large quantities from a weld zone, it was required to apply strong upsetting, but when based on the approach of this invention, as compared with a conventional method, it is good in the very low amount of upsetting. This does not come out of degradation of the mechanical characteristic by the standup of a metal flow as much as possible few, and means that removal of the weld flash generated at the time of upsetting is also easy.

[0040] Postheat treatments, such as normalizing and hardening tempering, are performed to the weld zone of the steel pipe which welding ended if needed. Of course, there may be neither a component presentation of steel nor need of performing such a postheat treatment depending on the purpose of use.

[0041] In giving a normalize heat treatment, after heating in the temperature region of 3+20 degrees C - 1000 degree C of Ac(s), it cools in the 1st high-frequency-heating equipment 6. Although special cooling may not be required since heat is absorbed by the non-heating unit of a steel pipe in the case of the local heating near the weld zone, air cooling is performed if needed. Of course, it may not limit near the weld zone but you may heat-treat to the whole tubing. In this case, since a boundary with the normalizing section is lost, the steel pipe of the more uniform quality of the material is obtained. In order that the minimum of whenever [stoving temperature] may mention the heat treatment effectiveness, it is referred to as 3+20 degree C of Ac(s), and the upper limit is made into 1000 degrees C which austenite crystal grain does not make big and rough.

[0042] Also when performing hardening tempering processing, first, it heats with the 1st high-frequency-heating equipment 6 to the temperature requirement of 3+20 degrees C - 1000 degree C of Ac(s), and hardens by water cooling, Myst cooling, etc. in the cooling zone 7. The cooling rate at this time is carried out to more than 30 degrees C / sec., and is considered as the organization into which baking fully went. It is necessary to make cooling-shut-down temperature into 400 degrees C or less, and sufficient amount of water or the cooling zone of sufficient die length performs it.

[0043] Tempering performed in the 2nd high-frequency-heating equipment 8 is performed after hardening in the temperature requirement of 100 degrees C - AC1. At less than 100 degrees C, the tempering effectiveness is not fully acquired for tempering temperature. In addition, if it anneals at the temperature within the limits of 300-400 degrees C, in order to stiffen, the temperature of above-mentioned within the limits shall be removed. Although tempering upper limit temperature is set to Ac1, a near standard is 760 degrees C.

[0044]

[Example] Next, this invention is explained with the example of a comparison based on an example. The steel (henceforth comparison steel) which has the chemical entity presentation of this invention shown in the steel (henceforth this invention steel) and Table 3 which have the chemical entity presentation of this invention shown in Table 1 and 2 within the limits out of range was ingoted.

[0045]

[Table 1]

成分組成 (wt.%)																				
No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Ti	Nb	V	Zr	Al	N	B	Ca	Mg	REM
1	0.05	0.23	1.45	0.015	0.003	-	-	-	-	-	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0.08	0.21	1.32	0.012	0.002	-	-	-	-	-	-	0.026	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0.10	0.20	1.41	0.010	0.001	-	-	-	-	-	-	0.012	0.045	-	-	-	-	-	-	-
4	0.12	0.21	1.23	0.011	0.002	-	-	-	-	-	0.020	0.010	0.034	-	-	-	-	-	-	-
5	0.04	0.25	1.48	0.010	0.002	-	-	-	-	-	0.013	0.018	0.033	-	-	-	-	-	-	-
9	0.12	0.24	1.27	0.012	0.004	0.12	2.56	0.06	0.05	-	-	-	-	-	0.023	0.004	-	-	-	-
10	0.11	0.24	1.23	0.012	0.003	0.57	0.12	0.84	0.02	0.02	0.004	0.003	0.002	0.001	0.010	0.003	-	-	-	-
11	0.02	0.31	1.32	0.009	0.003	0.25	0.12	0.23	0.12	0.02	0.005	0.002	0.003	0.002	0.005	0.005	0.0002	0.0022	0.0001	0.0001
12	0.12	0.43	1.06	0.000	0.002	0.45	0.11	0.24	0.01	0.01	0.005	0.002	0.000	0.001	0.003	0.003	0.0004	0.0002	0.0074	0.0001
13	0.08	0.20	1.12	0.010	0.002	0.05	0.01	0.02	0.01	0.01	0.003	0.010	-	-	0.062	0.006	-	-	-	-
14	0.08	0.20	1.11	0.010	0.003	0.04	0.01	0.03	0.02	1.07	0.003	0.002	0.005	0.002	0.002	0.005	-	0.0077	-	-
15	0.08	0.21	1.11	0.011	0.002	-	-	-	-	-	0.168	0.001	0.034	0.001	0.004	0.005	-	-	0.0004	-
16	0.07	0.20	1.12	0.010	0.002	-	-	-	-	-	0.003	0.154	0.005	0.001	0.004	0.005	-	-	-	-
17	0.08	0.22	1.15	0.013	0.003	-	-	-	-	-	0.005	0.005	0.145	0.001	0.015	0.005	0.0010	0.0032	0.0001	0.0001
18	0.00	0.23	1.10	0.011	0.002	-	-	-	-	-	0.002	0.022	0.005	0.132	0.002	0.005	-	-	-	-
19	0.08	0.23	1.10	0.011	0.002	-	-	-	-	-	0.028	0.016	0.034	0.002	0.003	0.005	0.0026	-	0.0004	-
20	0.09	0.21	1.25	0.011	0.004	0.20	0.10	0.12	1.13	-	0.013	0.008	0.023	-	0.005	0.005	0.0001	-	-	-

[0046]
[Table 2]

Mo	成分組成 (wt.%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Ti	Nb	V	Zr	Al	N	B	Co	Mg	REM
21	0.13	0.21	1.45	0.011	0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
22	0.13	0.21	1.45	0.011	0.003	0.45	0.15	0.13	0.15	0.01	0.001	0.022	0.030	—	0.007	0.004	0.0002	—	—	—
23	0.13	0.20	1.47	0.010	0.003	0.48	0.32	0.14	0.20	0.01	0.001	0.021	0.028	—	0.007	0.005	0.0004	—	—	—
24	0.12	0.21	1.47	0.011	0.006	0.46	0.16	0.15	0.05	0.01	0.001	0.020	0.028	—	0.006	0.004	0.0002	—	—	—
25	0.08	0.25	1.38	0.010	0.007	0.81	0.13	0.43	0.03	—	0.011	0.008	0.024	—	0.005	0.005	0.0001	0.0002	0.0002	0.0002
26	0.58	0.22	1.36	0.011	0.008	0.02	0.42	0.45	0.15	—	0.013	0.008	0.023	—	0.005	0.005	0.0001	—	—	—
27	0.23	0.26	0.95	0.010	0.002	0.15	0.10	0.13	0.02	0.01	0.001	0.021	0.021	—	0.020	0.005	0.0012	—	—	—
28	0.35	0.21	0.70	0.011	0.004	0.15	0.85	0.03	0.15	0.01	0.001	0.002	0.002	—	0.037	0.005	0.0022	—	—	—
29	0.46	0.25	0.77	0.031	0.023	1.23	0.25	1.24	0.13	—	—	—	—	—	0.017	0.005	0.0044	—	—	—
30	0.22	0.71	1.87	0.011	0.003	0.15	0.25	0.15	1.25	0.17	0.152	0.151	0.171	0.174	0.126	0.007	0.0012	—	—	—

[0047]
[Table 3]

No	成分組成 (wt.%)																			
	C	S.	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Ti	Nb	V	Zr	Al	N	B	Cn	Mg	REM
31	0.56	0.48	1.35	0.013	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
32	0.38	1.52	0.93	0.021	0.012	-	-	-	-	-	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	-
33	0.16	0.25	2.51	0.023	0.007	-	-	-	-	-	-	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-
34	0.25	0.61	1.03	0.011	0.002	-	-	1.87	-	-	0.321	0.036	0.034	-	-	-	-	-	-	-
35	0.24	0.25	1.58	0.010	0.002	0.23	5.23	0.51	1.03	0.01	0.031	0.253	0.124	0.144	0.005	0.008	0.0022	0.0005	0.0002	0.0012
36	0.22	0.22	1.05	0.016	0.012	0.11	0.05	0.14	0.05	-	0.321	0.036	0.034	-	-	-	-	-	-	-
37	0.23	0.21	1.05	0.015	0.012	0.11	0.03	0.11	0.06	-	0.011	0.059	0.033	0.016	0.326	0.006	0.0015	-	-	-
38	0.23	0.71	1.05	0.015	0.012	0.17	0.04	0.00	0.12	-	0.009	0.008	0.005	0.007	0.015	0.007	0.0055	-	-	-

[0048] This invention steel No.1-No.5 shown in Table 1, No.12, No.17, and this invention steel No.21-No.28 that are shown in Table 2 were used, it welded on the conditions shown in Table 4 by the approach of this invention, subsequently to Table 5, hardening and tempering processing were performed on the shown conditions, and bore 76.3mmphi and a welded steel pipe with a thickness of 7.5mm were manufactured in this way. Manufacture efficiency was an EQC or more than it as compared with the conventional electric-resistance-welding method.

[0049]

[Table 4]

予熱温度	600～1300℃
レーザー出力	5kw
溶接速度	1～4m/分

[0050]

[Table 5]

焼入れ温度	Ac ₁ + 20℃～1000℃
冷却温度	30～150℃/sec
冷却停止温度	400℃以下
焼戻し温度	500～760℃

[0051] Weld zone at the time of the effect of a cooling rate to VTs of a weld zone at the time of performing QT processing (hardening temperature 950 degrees C, tempering temperature 650 degrees C) being shown in drawing 5 to the welded steel pipe manufactured by this invention approach which consists of this invention steel No.1-No.5, and similarly performing QT processing (hardening temperature 950 degrees C, the cooling rate of 50 degrees C / sec) to the above-mentioned welded steel pipe The effect of tempering temperature to VTs is shown in drawing 6 . When tempering temperature is 500 degrees C or more 30 degrees C / above sec, a cooling rate is fully low, so that clearly from drawing 5 and drawing 6 . VTs was obtained.

[0052] It is QT processing (tempering temperature 650 degrees C, the cooling rate of 50 degrees C / sec) to the welded steel pipe manufactured by the conventional electric-resistance-welding method which uses this invention steel No.1-No.5 and does not irradiate this invention approach and a laser beam. Weld zone at the time of giving VTs is shown in drawing 7 in relation with hardening temperature. When being based on the manufacture approach of this invention so that clearly from drawing 7 , hardening temperature is 1000 degrees C or less. VTs is the above at the time of manufacturing with a conventional method, although it was fully low. VTs was high even if the component presentation of steel was within the limits of this invention.

[0053] Weld zone at the time of giving a normalize heat treatment to the welded steel pipe manufactured by the conventional electric-resistance-welding method which uses this invention steel No.21-No.26 and does not irradiate this invention approach and a laser beam VTs is shown in drawing 8 in the relation of whenever [stoving temperature]. When normalizing temperature is 1000 degrees C or less in the case of drawing 8 to this invention approach VTs is low. In addition, it is if normalizing temperature exceeds 1000 degrees C. Although VTs goes up, the difference of this invention approach and the conventional approach is the same as that of the case where normalizing temperature is 1000 degrees C or less.

[0054] Next, this invention steel No.9-No.11, No.13-No.16, No.18-No.20, No.29, No.30, and comparison steel No.31-No.38 were ingoted by vacuum melting in the laboratory, and were cast to the 50kg ingot.

[0055] Subsequently, these ingots were heated at 1200 degrees C, and air cooling was carried out, after hot-rolling to 50mm of board thickness and considering as a steel plate. The 50x150x400mm plate was cut down from the steel plate after air cooling, and it rolled out to 12mm in thickness at 1200 degrees C and the rolling termination temperature of 820 degrees C whenever [stoving temperature]. Immediately after rolling termination, by the Myst spray, after cooling to 550 degrees C by the cooling rate of about

10 degrees C / sec., it inserted in the electric furnace currently beforehand heated by 550 degrees C, and furnace cooling was carried out. These processes simulate the manufacture conditions of the steel strip by hot rolling.

[0056] To the room temperature, from the cooled steel plate, the 6x35x1000mm test piece was cut down, and it welded using the electric-resistance-welding simulator. As electric-resistance-welding simulator equipment shown to drawing 9 R> 9 in an outline perspective view, after sending in the trial steel strip 9 of two sheets with the guide roll 10 and carrying out the preheating of the edge section of a steel strip 9 which faces by the high frequency current supplied from a contact tip 2, a pressure welding is carried out with a squeeze roll 11, and the carbon-dioxide-laser beam 3 doubles a focus with the edge section compared from the perpendicular upper part of a steel strip 9, and is irradiated by the edge joint.

[0057] The welding condition is as follows and hardening and heat treatment of tempering were carried out on condition that the range shown in Table 5. The amount of oxygen of a weld zone was 140-150 ppm.

Preheat temperature : 700 degrees C, the speed of travel : 10m/min., injection power:200kw from a contact tip, laser output : Beam diameter in 5kw and a focal location : 0.5mm.

[0058] the test piece for Charpy impact test of the weld zone of the welded steel pipe manufactured by the approach mentioned above to 5mmt -- extracting -- the -- VTrs was calculated. The comparison steel shown in this invention steel and Table 3 having shown in Table 1 and 2 is used, the manufacturability of the steel strip when manufacturing a welded steel pipe by this invention approach, laser radiation weldability, and the toughness (VTrs) of the weld zone of the welded steel pipe welded using the above-mentioned electric-resistance-welding simulator are investigated, the following estimates this, and it is shown in Table 6.

[0059] Manufacturability good : Manufacturability is good when a crack does not occur at the time of hot rolling. : Although the crack occurred at the time of hot rolling When it is possible to perform degree process (welding) by crack picking, the crack at the time of poor manufacturability:hot rolling is large, and it is weldability good when unremovable. : Weldability is good when an oxide etc. is not accepted in a laser radiation weld zone. : Although the oxide etc. was accepted in the laser radiation weld zone When it can weld, a poor weldability:laser radiation weld zone has much oxide etc., and substantially, when it cannot weld, it is toughness good. : Weld zone It is poor toughness when VTrs is less than [-30 degree C]. : Weld zone When VTrs exceeds -30 degree C.

[0060]

[Table 6]

No	鋼材の製造性	レーザー照射 溶接性	溶接部の特性	No	鋼材の製造性	レーザー照射 溶接性	溶接部の特性	No	鋼材の製造性	レーザー照射 溶接性	溶接部の特性
1	良	良	良	21	良	良	良	31	不良	-	-
2	良	良	良	22	良	良	良	32	良	不良	不良
3	良	良	良	23	良	良	良	33	不良	-	-
4	良	良	良	24	良	良	良	34	不良	-	-
5	良	良	良	25	良	良	良	35	良	不良	不良
6	良	良	良	26	良	良	良	36	良	不良	不良
10	良	良	良	27	良	可	良	37	良	不良	不良
11	良	良	良	28	可	可	良	38	不良	-	-
12	良	良	良	29	可	可	良				
13	良	良	良	30	可	可	良				
14	良	良	良								
15	良	良	良								
16	良	良	良								
17	良	良	良								
18	良	良	良								
19	良	良	良								
20	良	良	良								

[0061] Comparison steel No.31, No.33, No.34, and No.38 had poor manufacturability, and since the large crack occurred at the time of hot rolling, they stopped welding, so that clearly from Table 6. Laser radiation weldability is poor and each of comparison steel No.32 and No.35-No.37 is a weld zone. VTrs exceeds -30 degree C and was poor. A component presentation from this It turns out that it has had big effect on VTrs.

[0062] On the other hand, each of this invention steel No.1-No.5 and No.9-No.27 had the good manufacturability and laser radiation weldability of a steel strip. This invention steel No.28-No.30 were able to be welded from removing a crack, although the detailed crack crack occurred at the steel plate edge.

[0063] Moreover, when tubes are manufactured to a high frequency welded steel tube at works, and when it manufactures by this invention approach using this invention steel also in any at the time of welding test dissolution material using a **** simulator VTrs is -30 degrees C or less, when preheat temperature is 700 degrees C, and it showed very good toughness. In addition, the toughness of steel with comparatively few strengthening elements with the low and amount of S was further excellent.

[0064] Moreover, good toughness was acquired also when a normalize heat treatment was given after welding. When a normalize heat treatment is given, and hardening tempering processing is performed, it compares. VTrs is a weld zone at the time of using this invention steel, although it became high. VTrs was -20 degrees C or less, even when preheat temperature was 900 degrees C.

[0065] In addition, since this invention steel No.11-No.12 in Table 1, No.14-No.15, No.17, and No.19 contained calcium and/or Mg of the specified quantity, they also had HIC-proof (hydrogen induction crack) nature and SSCC-proof nature (sulfide stress corrosion cracking).

[0066]

[Effect of the Invention] A welded steel pipe with that mechanical property there are few amounts of oxygen of a weld zone, and optimal as the machine structural steel worker which is equal as compared with the base material section, the various objects for plants, an object for line pipes, etc. is obtained

maintaining the advantage which the electric-resistance-welding method which can be manufactured in high efficiency has according to this this invention, as stated above. In addition, when using it for various kinds of corrosive environment, of course, the high intensity and the quantity toughness steel pipe which has corrosion resistance are obtained by choosing a component presentation if needed.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-194998

(43) 公開日 平成9年(1997)7月29日

(51) Int.Cl. ⁹	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
B 2 1 C 37/08			B 2 1 C 37/08	F
B 2 3 K 26/00	3 1 0		B 2 3 K 26/00	3 1 0 J
				3 1 0 W
C 2 1 D 9/08			C 2 1 D 9/08	F

審査請求 未請求 請求項の数5 O L (全 12 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平8-1726

(22) 出願日 平成8年(1996)1月9日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 岩崎 謙一

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 長浜 裕

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 佐藤 昭夫

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 潮谷 奈津夫

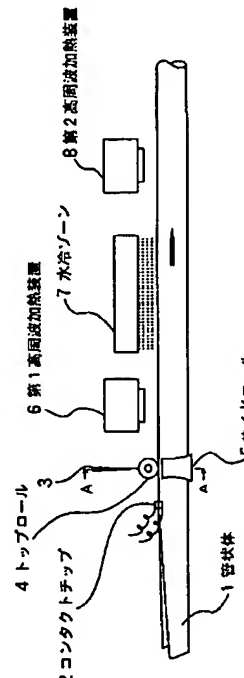
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接鋼管およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高能率で製造できる電縫溶接法の有する長所を維持しつつ、溶接部の酸素量が少なく、その機械的特性が母材部に比較し遜色のない溶接鋼管を製造する。

【解決手段】 重量%で、C:0.01~0.5%、Mn:0.5~2%を含有し、更に、Si:1.0%以下、Al:0.2%以下、N:0.01%以下、Ti:0.2%以下、Zr:0.2%以下、Nb:0.2%以下、V:0.2%以下、Ni:1.5%以下、Cu:1.5%以下、Cr:3.0%以下、Mo:1.5%以下、W:1.5%以下、B:0.005%以下、Ca:0.01%以下、Mg:0.01%以下、REM:0.1%以下、P:0.02%以下、S:0.03%以下を含有（いずれもOを含む）した成分組成からなる鋼板を管状体に成形し、次いで、管状体の突き合わされたエッジ部をレーザービームの照射により溶融すると共にアプセットして溶接し、溶接部の酸素量が200ppm以下の溶接鋼管とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、

C : 0.01~0.5%、および、Mn : 0.5~2%

を含有し、さらに、

Si : 1.0%以下、 Al : 0.2%以下、

N : 0.01%以下、 Ti : 0.2%以下、

Zr : 0.2%以下、 Nb : 0.2%以下、

V : 0.2%以下、 Ni : 1.5%以下、

Cu : 1.5%以下、 Cr : 3.0%以下、

Mo : 1.5%以下、 W : 1.5%以下、

B : 0.005%以下、 Ca : 0.01%以下、

Mg : 0.01%以下、 REM : 0.1%以下、

P : 0.05%以下、および、 S : 0.03%以下、

を含有（いずれも0を含む）した鋼よりなり、溶接部の

酸素量が200ppm以下であることを特徴とする溶接

鋼管。

【請求項2】 下記工程からなることを特徴とする、溶

接鋼管の製造方法。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意

する工程、

(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、および、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、レーザ

ービームの照射により溶融すると共にアブセットして溶

接する工程。

【請求項3】 下記工程からなることを特徴とする、溶

接鋼管の製造方法。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意

する工程、

(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、および、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、レーザ

ービームの照射により溶融すると共にアブセットして溶

接する工程。

【請求項4】 下記工程からなることを特徴とする、溶

接鋼管の製造方法。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意

する工程、

(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、600

50

~1300℃の範囲内の温度に予熱する工程、

(d) 前記管状体の前記予熱されたエッジ部を、レーザ

ービームの照射により溶融すると共にアブセットして溶

接する工程、および、

(e) 前記溶接部を、Ac3+20℃~1000℃の温度

域に加熱し次いで冷却する工程。

【請求項5】 下記工程からなることを特徴とする、溶

接鋼管の製造方法。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意

する工程、

(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、600

~1300℃の範囲内の温度に予熱する工程、

(d) 前記管状体の前記予熱されたエッジ部を、レーザ

ービームの照射により溶融すると共にアブセットして溶

接する工程、

(e) 前記溶接部を、Ac3+20℃~1000℃の温度

域に加熱する工程、および、

(f) 次いで、100℃~Ac1の範囲内の温度（た

だし、300~400℃を除く）で焼き戻す工程。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、パイプライン用、機

械構造部材用、各種プラント用等に使用される溶接鋼管

およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】鋼管の用途は、パイプライン用、機械構

造部材用、熱交換器用、自動車部品用、機械構造部材

用、各種プラント用等、多岐にわたっており、その用途

またはサイズに応じて、各種の方法により製造された継

目無鋼管や溶接鋼管が使用されている。その中で、鋼帯

を連続的に管状に成形して管状体（オープンパイプ）と

なし、その相対する両エッジ部を高周波加熱または抵抗

加熱によって加熱しそして溶接することにより製管され

る電縫溶接鋼管は、その寸法精度が高く、他の製管方法

に比較して高能率に製造することができ、且つ、比較的

安価であるために、従来から多量に製造されそして使用

されている。

【0003】しかしながら、電縫溶接鋼管を、高度の材

質特性や高い信頼性が要求される分野において使用する

場合には、その材質が問題とされることがある。他の溶

接鋼管と比較して電縫溶接鋼管の材質が劣る理由は、次

の通りである。

1) 電縫溶接部の入熱は、アーク溶接に比較して少ない

ために、電縫溶接時における電縫溶接部およびその近傍

の冷却速度は速い。従って、電縫溶接部およびその近傍

が硬化しやすく、その品質が劣化しやすい。

2) 電縫溶接法によって溶接された溶接部は、アーク溶

接等の通常の溶融溶接と圧接との中間とも言える状態で

あり、その接合部に明瞭な溶融プールは形成されない。

一方、溶接時に酸化によって相当量の酸化物が形成されるが、それらの酸化物が鋼の内部から排出されにくく、酸素含有量の多い溶接部となる結果、機械的特性が劣化する。

【0004】上記理由のうち、1)に対しては、熱処理を施すことによる対応が可能である。たとえば、電縫溶接管に対し、オンラインで焼きならし、または、焼き入れ焼き戻しの熱処理を施すことにより、硬化した溶接部の材質を改善することができ、例えば、特開昭62-151509号公報には、硬化した溶接部に焼入れ焼き戻しの熱処理を施す技術が開示されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記理由のうち、2)の酸化に起因する問題点の解決には、別途の対策が必要であり、例えば、溶接時に鋼帯を管状体にアプセットして、介在物等を可能な限り外部に排出することが試みられている。ところが、その結果、溶接部近傍のメタルフローが立ち上がり、言わば鋼の圧延時の断面が管の内外表面に現れることになる。このようなメタルフローを有する鋼管には、疲労強度が劣ることや、内圧がかかった場合の耐久性に問題の生ずる可能性が危惧される。勿論アプセットを行なっても、介在物等が完全に排出されるわけではなく、相当量の介在物が残留することも知られており、その結果、鋼中の酸素量が多くなる。

【0006】上記問題を解決するための対策も検討されており、入熱を制御したり、または、特開昭63-241116号公報に開示されているような、非酸化性ガスで電縫部をシールドして電縫溶接を行い、電縫溶接部の酸素量や介在物量を減少させる方法が知られている。しかしながら、現実的には入熱の制御による改善には限界があり、また、シールド性に優れ、かつ連続操業に耐え得るシールド装置も開発されていない。

【0007】このようなことから、溶接部の強度や靱性等の機械的性質が母材部と遜色ない電縫溶接鋼管は、従来は製造し得ないものとされていた。上述したように、従来の技術で製造した電縫溶接鋼管の溶接部の強度や靱性等の機械的性質は、母材部に比較して劣っており、このことが電縫溶接鋼管の用途を制限する大きな原因となっていた。

【0008】従って、この発明の目的は、上述した問題を解決し、高能率で製造できる電縫溶接法の有する長所を維持しつつ、溶接部の酸素量が少なく、その機械的特性が母材部に比較して遜色のない溶接鋼管およびその製造方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは電縫溶接部の機械的特性が母材部に比較して劣る原因は、

- 1) 溶接部の酸素量、介在物量、
- 2) 溶接部の熱履歴、および、

3) 溶接部近傍のメタルフロー

にあり、特に1)および2)の影響が大きいことを見出して研究を重ねた結果、本発明を完成させた。

【0010】この発明の基本は、適切な化学成分組成を有する鋼帯を、多段ロールによって管状体に成形し、得られた管状体の突き合わされたエッジ部を適当な温度で予熱し、ついで、予熱されたエッジ部にレーザービームを照射してこれを溶融すると共にアプセットして溶接することにより、溶接鋼管とするものである。

【0011】従って、従来の電縫溶接鋼管の製造方法による場合と異なり、溶接部は、溶融凝固組織を有するものとなり、鋼の溶融が生ずるため、酸化によって生成した酸化物の大部分は、溶融した鋼より排出される。その結果、溶接部の酸素量は、従来の電縫溶接鋼管の溶接部に比較して大幅に減少し、溶接部の強度等の機械的特性が母材部に比較して低下する程度を最小にすることができる。勿論、鋼の成分組成が適切ではない場合には、最適条件下でレーザービームを照射し、溶接鋼管を製造した場合においても、溶接部の機械的特性は十分なものとはならない。

【0012】請求項1に記載の発明は、下記を特徴とするものである。重量%で、

C: 0.01~0.5%、および、Mn: 0.5~2%

を含有し、さらに、

Si: 1.0%以下、 A1: 0.2%以下、

N: 0.01%以下、 Ti: 0.2%以下、

Zr: 0.2%以下、 Nb: 0.2%以下、

V: 0.2%以下、 Ni: 1.5%以下、

Cu: 1.5%以下、 Cr: 3.0%以下、

Mo: 1.5%以下、 W: 1.5%以下、

B: 0.005%以下、 Ca: 0.01%以下、

Mg: 0.01%以下、 REM: 0.1%以下、

P: 0.05%以下、および、 S: 0.03%以下、

を含有(いずれも0を含む)した鋼よりなり、溶接部の酸素量が200ppm以下である溶接鋼管。

【0013】請求項2に記載の発明は、下記を特徴とするものである。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意する工程、(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、および、(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、

レーザービームの照射により熔融すると共にアブセットして溶接する工程からなる溶接鋼管の製造方法。

【0014】請求項3に記載の発明は、下記を特徴とするものである。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意する工程、(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を予熱する工程、および、(d) 前記管状体の前記予熱されたエッジ部を、レーザービームの照射により熔融すると共にアブセットして溶接する工程からなる溶接鋼管の製造方法。

【0015】請求項4に記載の発明は、下記を特徴とするものである。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意する工程、(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、600～1300℃の範囲内の温度に予熱する工程、および、

(d) 前記管状体の前記予熱されたエッジ部を、レーザービームの照射により熔融すると共にアブセットして溶接する工程、および、(e) 前記溶接部を $Ac_3 + 20^\circ C$ ～1000℃の温度域に加熱し次いで冷却する工程からなる溶接鋼管の製造方法。

【0016】請求項5に記載の発明は、下記を特徴とするものである。

(a) 請求項1に記載された化学成分組成の鋼板を用意する工程、(b) 前記鋼板を管状体に成形する工程、

(c) 前記管状体の突き合わされたエッジ部を、600～1300℃の範囲内の温度に予熱する工程、(d) 前記管状体の前記予熱されたエッジ部をレーザービームの照射により熔融すると共にアブセットして溶接する工程、(e) 前記溶接された溶接部を $Ac_3 + 20^\circ C$ ～1000℃の範囲内の温度に加熱する工程、および、(f) 次いで、100℃～ Ac_1 の範囲内の温度（ただし、300～400℃を除く）で焼き戻す工程からなる溶接鋼管の製造方法。

【0017】

【発明の実施の形態】図1は、この発明を実施するための製管設備の一例を示す概略説明図、図2は、図1のA-A線矢視図である。図面に示すように、管状体1の移動方向に沿って、コンタクトチップ2、トップロール4およびサイドロール5、第1高周波加熱装置6、水冷ゾーン7および第2高周波加熱装置8が、この順序で配置されている。

【0018】鋼帯を、図示しない多段ロールによって管状体1に成形し、次いで、コンタクトチップ2または高周波誘導加熱装置により、管状体1の突き合わされたエッジ部を予熱する。次いで、管状体1の予熱されたエッジ部に対しレーザービーム3を照射してこれを熔融すると共にアブセットして溶接する。次いで、鋼管の使用目的等に応じ、第1高周波加熱装置6、水冷ゾーン7およ

び第2高周波加熱装置8において、焼きならし、または、焼入れ焼戻し等の後熱処理を施す。

【0019】この発明の基本は、レーザービームの照射によって、管状体1の突き合わされたエッジ部を熔融しそして溶接して、溶接時に生成した酸化物を鋼の外部に排出し、溶接部の酸素量を200ppm以下にする。その結果、鋼の酸素量の大部分を占める酸化物は、鋼管の外部に排出される。

【0020】十分に脱酸された鋼の酸素量は、通常100ppmを超えることはない。これに対し、従来の方法により製造された電縫溶接鋼管の溶接部の酸素量は、200ppm超～300ppmの範囲である。

【0021】図3は、後述する表1のNo. 1～No. 5の成分組成を有する鋼帯を使用し、内径76.3mmφ、厚さ7.5mmの溶接鋼管を、予熱温度700℃、レーザー出力5kw、溶接速度3m/分の条件で本発明方法により製造したときの溶接部の酸素量と、従来の電縫溶接法により製造したときの電縫溶接部の酸素量とを比較して示す図である。図3から明らかなように、本発明の溶接鋼管の溶接部の酸素量は約150ppmであるのに対し、従来の電縫溶接鋼管の溶接部の酸素量は約250ppmであった。

【0022】溶接部の酸素量は、予熱条件の影響を受ける。即ち、予熱温度を高くすると、溶接に対するレーザー照射の負荷が小さくなって製造能率は向上する。その反面、予熱時に生成する酸化物の量が多くなるために、結果として酸化物量が増加し酸素量も高くなって機械的特性が劣化する。なお、介在物量、酸化物量および酸素量はほぼ比例関係にある。

【0023】一方、予熱温度を低くすると、溶接に対するレーザー照射の負荷が大になって製造能率が低下し、または、大容量のレーザー照射設備が必要になってコスト高になる。その反面、予熱時に生成する酸化物の量が少なくなる結果、介在物量が減少し、酸素量が少なくなって機械的特性が向上する。

【0024】なお、本発明において溶接部とは、レーザービームの照射による溶接部を含め、母材部に対してミクロ組織（メタルフロー、エッチング感受性が異なる部分等）が異なる部分を含んだ総称である。

【0025】図4は、韌性に対する予熱温度の影響を示した図である。上記図3に関し説明したと同じ溶接鋼管を使用し、焼入れ焼戻し処理（焼入れ温度950℃、焼戻し温度650℃、冷却速度50℃/sec）を施した鋼管について、その予熱温度とシャルピー試験における破面遷移温度（ v_{Trs} ）との関係を調べた。図4から明らかなように、予熱温度が高くなると酸素量が増加し v_{Trs} が上昇して韌性が低下する。

【0026】高韌性の目安である、-50℃以下の v_{Trs} を確保するためには、予熱温度を1000℃以下にする必要があり、更に、-70℃以下の v_{Trs} を確保する

ためには予熱温度を750℃以下にする必要がある。なお、予熱温度が1000℃の場合の酸素量は150～190ppmであり、予熱温度が700℃の場合の酸素量は120～150ppm程度である。

【0027】次に、この発明の溶接鋼管の化学成分組成を、上述したように限定した理由について以下に説明する。Cは、鋼の強度を高める作用を有している。しかしながら、C含有量が0.01wt.%未満では強度の確保が困難である。一方、C含有量が0.5wt.%を超えると、熱間加工性、溶接性および靱性が劣化する。従って、C含有量は、0.01～0.5wt.%の範囲内に限定すべきである。

【0028】Mnも、鋼の強度を高める作用を有している。しかしながら、Mn含有量が0.05wt.%未満では十分な強度が得られない。一方、Mn含有量が2wt.%を超えると、溶接性および靱性が劣化する。従って、Mn含有量は、0.05～2wt.%の範囲内に限定すべきである。

【0029】Siは脱酸素元素であるが、その含有量が1.0wt.%を超えると、溶接性および靱性が劣化する等の悪影響が生ずる。従って、Si含有量の上限値を1.0wt.%とする。なお、Siを脱酸剤として添加する場合には、0.05wt.%以上の添加が好ましい。

【0030】Alも脱酸素元素であるが、その含有量が0.2wt.%を超えると、靱性が劣化する等の悪影響が生ずる。従って、Al含有量の上限値を0.2wt.%とする。なお、Alを脱酸剤として添加する場合には、0.0005wt.%以上の添加が好ましい。

【0031】Nは、溶解時に大気中から不純物として鋼中に混入する元素であるが、その含有量が0.01wt.%を超えると、溶接性および靱性に悪影響が生ずる。従って、N含有量の上限値を0.01wt.%とする。なお、Nは、Cと同様に鋼の強度を高める作用も有しており、その効果は0.001wt.%程度の含有によって認められる。従って、Nの強化作用を利用する場合には、0.001wt.%以上の添加が好ましい。

【0032】Ti、Zr、NbおよびVは、鋼の強度を高め、且つ、炭化物および窒化物を形成してオーステナイト粒を微細化し、強度および靱性を向上させる作用を有している。従って、必要に応じて、上記群から選ばれた少なくとも1つの元素を含有させる。しかしながら、その含有量が0.2wt.%を超えると靱性が劣化する。従って、Ti、Zr、NbおよびVからなる群から選んだ少なくとも1つの元素を含有させる場合には、その上限値を0.2wt.%とする。なお、その含有量が0.005wt.%未満では効果が少ないので、これを含有させる場合には、0.005wt.%以上とすることが好ましい。

【0033】Cr、Cu、Ni、Mo、WおよびBは、鋼の強度を高める作用を有している。従って、必要に応じて、上記の群から選ばれた少なくとも1つの元素を含有

有させる。しかしながら、Cr含有量が3wt.%を超えると、溶接性および靱性が劣化し、Cu含有量が1.5wt.%を超えると熱間加工性、溶接性および靱性が劣化し、Ni、MoおよびWの各含有量が1.5wt.%を超えると添加効果が飽和し、そして、B含有量が0.005wt.%を超えると、溶接部の靱性が劣化する。従って、上記の群から選ばれた少なくとも1つの元素を含有させる場合の各元素の上限値を、Crは3wt.%、Cuは1.5wt.%、Ni、Mo、Wの各々は1.5wt.%、Bは0.005wt.%とする。なお、上記各元素がその効果を発揮させるための好ましい下限値は、Cr、Cu、Ni、Mo、Wの各々が0.03wt.%、Bが0.0001wt.%である。

【0034】Ca、MgおよびREMは、Sと結びついて介在物を粒状化し、形態制御を通じて各種の腐食環境における耐食性を向上させ、且つ、靱性値を高める作用を有している。従って、必要に応じて、上記群から選ばれた少なくとも1つの元素を含有させる。しかしながら、CaおよびMgの含有量が各々0.01wt.%を超え、REMの含有量が0.1wt.%を超えると、鋼の靱性が劣化する。従って、上記の群から選ばれた少なくとも1つの元素を含有させる場合の各元素の上限値を、CaおよびMgは0.01wt.%とし、REMは0.1wt.%とする。なお、上記各元素がその効果を発揮させるための好ましい下限値は0.0005wt.%である。

【0035】不可避的不純物のPおよびSは、通常鋼に含まれる程度の量即ちPは0.05wt.%以下、Sは0.03wt.%以下は許容される。しかしながら、PおよびSは、靱性に有害であるから、靱性の要求が高い場合には、Pは0.02wt.%以下、Sは0.01wt.%以下とすることが好ましい。特に、S量を0.005wt.%以下に制限すれば、一段と優れた靱性が得られる。

【0036】次に、この発明の溶接鋼管の製造方法について説明する。図1および図2に示した設備を使用し、コンタクトチップ2または高周波誘導加熱により、管状体1の突き合わされたエッジ部を予熱する。エッジ部の好ましい予熱温度は、600～1300℃の範囲内である。予熱温度が600℃未満では、予熱が不十分でありレーザービームの照射に対する負担が過大になる。一方、予熱温度が1300℃を超えて高くなると、レーザービームの照射に対する負担は軽くなるが、鋼の酸化が進行して酸化物量が増加する結果、酸素量が増加する。なお、溶接部の酸素量を200ppm以下に保つためには、予熱温度を1000℃以下に制限することが好ましい。

【0037】上記のようにして予熱された、管状体1の突き合わされたエッジ部に対し、レーザービーム3を照射してこれを溶融しそして溶接する。溶接時にトップロール4によって突き合わされたエッジ部の形状をI型に形成し、サイドロール5によってアブセットする。な

お、図1に示したように、複数のトップロール4は、斜め上方から管状体1を抑え、トップロール4間をレーザービーム3が通過するように配置されており、トップロール4間を通過するレーザービーム3により溶接部は加熱されて溶融する。なお、予熱は必須の条件ではなく、レーザービームの照射のみによって電縫溶接することも可能である。

【0038】このようにして、レーザービーム3により溶融溶接が行なわれるために、予熱時にエッジ部に形成された酸化物の大部分は溶融プール外に排出され、酸素量の少ない溶接部が形成される。予熱時に形成される酸化物の量は、溶融直下の温度にまで加熱する従来の電縫溶接鋼管の製造方法に比較して大幅に少ないことは言うまでもない。

【0039】なお、従来の電縫溶接鋼管の製造時には、大量に生成する酸化物を溶接部から排出するために強度のアプセットをかけることが必要であったが、本発明の方法による場合は、従来法に比較して極めて低いアプセット量でよい。このことは、メタルフローの立ち上がりによる機械特性の劣化を少なくできるだけでなく、アプセット時に発生するバリの除去も容易であることを意味している。

【0040】溶接が終了した鋼管の溶接部に対して、必要に応じ、焼きならし、焼入れ焼き戻し等の後熱処理を施す。もちろん、鋼の成分組成や、使用目的によっては、このような後熱処理を施す必要のない場合もある。

【0041】焼きならし処理を施す場合には、例えば第1高周波加熱装置6において、 $Ac_3 + 20^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ の温度域に加熱した後、冷却する。溶接部近傍の局部加熱の場合は、鋼管の非加熱部に熱が吸収されるので、

特別な冷却は要しない場合もあるが、必要に応じて空冷を行なう。もちろん、溶接部の近傍に限定せず、管全体に対して熱処理を施してもよい。この場合は、焼きならし部との境がなくなるので、より均一な材質の鋼管が得られる。加熱温度の下限は熱処理効果を挙げるために、 $Ac_3 + 20^\circ\text{C}$ とし、その上限はオーステナイト結晶粒が粗大化しない 1000°C とする。

【0042】焼入れ焼き戻し処理を施す場合も、先ず第1高周波加熱装置6により、 $Ac_3 + 20^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ の温度範囲に加熱し、冷却ゾーン7において、水冷、ミスト冷却等により焼入れを行なう。このときの冷却速度は $30^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とし、十分に焼きの入った組織とする。冷却停止温度は 400°C 以下にする必要があり、十分な水量または十分な長さの冷却ゾーンによって行う。

【0043】焼入れ後、第2高周波加熱装置8において行う焼き戻しは、 $100^\circ\text{C} \sim A_{c1}$ の温度範囲で行なう。焼き戻し温度が 100°C 未満では、焼き戻し効果が十分に得られない。なお、 $300 \sim 400^\circ\text{C}$ の範囲内の温度で焼戻しを行うと脆化するため、上記範囲内の温度は除くものとする。焼き戻し上限温度は A_{c1} とするが、およその目安は 760°C である。

【0044】

【実施例】次に、この発明を、実施例に基づいて比較例と共に説明する。表1および表2に示す本発明の範囲内の化学成分組成を有する鋼（以下、本発明鋼という）および表3に示す本発明の範囲外の化学成分組成を有する鋼（以下、比較鋼という）を溶製した。

【0045】

【表1】

4/17/2006, EAST Version: 2.0.3.0

Mo	成分組成 (wt. %)																			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Nb	V	Zr	Al	N	B	Ca	Mg	REM
21	0.13	0.21	1.45	0.011	0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
22	0.13	0.21	1.45	0.011	0.003	0.45	0.15	0.13	0.15	0.01	0.001	0.022	0.030	—	0.007	0.004	0.0002	—	—	—
23	0.13	0.20	1.41	0.010	0.003	0.48	0.32	0.14	0.26	0.01	0.001	0.021	0.028	—	0.007	0.005	0.0004	—	—	—
24	0.12	0.21	1.41	0.011	0.006	0.46	0.16	0.15	0.05	0.01	0.001	0.020	0.028	—	0.006	0.004	0.0002	—	—	—
25	0.08	0.25	1.38	0.010	0.007	0.81	0.13	0.43	0.03	—	0.011	0.008	0.024	—	0.005	0.005	0.0001	0.0002	0.0002	0.0002
26	0.08	0.22	1.36	0.011	0.008	0.62	0.42	0.45	0.15	—	0.013	0.008	0.023	—	0.005	0.005	0.0001	—	—	—
27	0.23	0.20	0.95	0.010	0.002	0.15	0.10	0.13	0.02	0.01	0.001	0.021	0.021	—	0.026	0.005	0.0012	—	—	—
28	0.35	0.21	0.70	0.011	0.004	0.15	0.85	0.03	0.15	0.01	0.001	0.002	0.002	—	0.037	0.005	0.0022	—	—	—
29	0.46	0.20	0.77	0.031	0.023	1.23	0.25	1.24	0.13	—	—	—	—	—	0.017	0.005	0.0044	—	—	—
30	0.22	0.71	1.87	0.011	0.003	0.15	0.25	0.15	1.25	0.17	0.152	0.151	0.171	0.174	0.126	0.007	0.0012	—	—	—

14

No	成分組成 (wt.%)																			
	C	S.	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Ti	Nb	V	Zr	Al	N	B	Ca	Mg	REM
31	0.56	0.48	1.35	0.013	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
32	0.38	1.52	0.23	0.021	0.012	—	—	—	—	—	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—	—
33	2.16	0.25	2.51	0.023	0.007	—	—	—	—	—	—	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—
34	0.25	0.61	1.03	0.011	0.002	—	—	1.87	—	—	0.321	0.036	0.034	—	—	—	—	—	—	—
35	0.24	0.25	1.58	0.010	0.002	0.23	5.23	0.51	1.03	0.01	0.031	0.253	0.124	0.144	0.005	0.008	0.0022	0.0003	0.0002	0.0012
36	0.22	0.22	1.05	0.016	0.012	0.11	0.05	0.14	0.05	—	0.321	0.036	0.034	—	—	—	—	—	—	—
37	0.23	0.21	1.05	0.015	0.012	0.11	0.03	0.11	0.06	—	0.011	0.059	0.033	0.016	0.326	0.006	0.0015	—	—	—
38	0.23	0.71	1.05	0.015	0.012	0.17	0.04	0.09	0.12	—	0.009	0.008	0.005	0.007	0.015	0.007	0.0055	—	—	—

【0047】
【表3】

40 【0048】表1に示す本発明鋼No. 1~No. 5、
No. 12、No. 17、表2に示す本発明鋼No. 2
1~No. 28を使用し、本発明の方法により表4に示
した条件で溶接し、次いで、表5に示した条件で焼入れ
および焼戻し処理を施し、かくして、内径76.3mm
φ、厚さ7.5mmの溶接鋼管を製造した。製造能率は
従来の電縫溶接法に比較して同等またはそれ以上であつ
た。

【0049】
【表4】

15

予熱温度	600~1300℃
レーザー出力	5kw
溶接速度	1~4m/分

【0050】

【表5】

焼入れ温度	Ac ₁ +20℃~1000℃
冷却速度	30~150℃/sec
冷却停止温度	400℃以下
焼き戻し温度	500~760℃

【0051】本発明鋼No. 1~No. 5からなる本発明方法により製造した溶接鋼管に対し、QT処理（焼入温度 950℃、焼き戻し温度 650℃）を施した場合の、溶接部の vT_{rs} に対する冷却速度の影響を図5に示し、同じく上記溶接鋼管に対し、QT処理（焼入温度 950℃、冷却速度50℃/sec）を施した場合の、溶接部の vT_{rs} に対する焼き戻し温度の影響を図6に示す。図5および図6から明らかなように、冷却速度が30℃/sec以上で、焼き戻し温度が500℃以上の場合には、十分に低い vT_{rs} が得られた。

【0052】本発明鋼No. 1~No. 5を使用し、本発明方法およびレーザービームを照射しない従来の電縫溶接法によって製造した溶接鋼管に対し、QT処理（焼入れ温度 650℃、冷却速度50℃/sec）を施した場合における、溶接部の vT_{rs} を、焼入れ温度との関係において図7に示す。図7から明らかなように、本発明の製造方法による場合には、焼入れ温度が1000℃以下の vT_{rs} は十分に低いが、従来法により製造した場合の上記 vT_{rs} は、鋼の成分組成が本発明の範囲内であっても高かった。

【0053】本発明鋼No. 21~No. 26を使用し、本発明方法およびレーザービームを照射しない従来の電縫溶接法によって製造した溶接鋼管に対し、焼きならし処理を施した場合における、溶接部の vT_{rs} を、加熱温度との関係において図8に示す。図8から、本発明方法の場合には、焼きならし温度が1000℃以下のときに vT_{rs} は低い。なお、焼きならし温度が1000℃を超えると vT_{rs} は上昇するが、本発明方法と従来方法との差は、焼きならし温度が1000℃以下の場合と同様である。

【0054】次に、本発明鋼No. 9~No. 11、No. 13~No. 16、No. 18~No. 20、No. 29、No. 30、および、比較鋼No. 31~No. 38を、実験室で真空溶解により溶製し、50kg

16

のインゴットに鋳造した。

【0055】次いで、これらのインゴットを1200℃に加熱し、板厚50mmに熱間圧延して鋼板とした後、空冷した。空冷後の鋼板から50×150×400mmの板を切り出し、加熱温度1200℃、圧延終了温度820℃で厚さ12mmまで圧延した。圧延終了直後にミストスプレーで、冷却速度約10℃/sec. で550℃まで冷却した後、予め550℃に加熱されている電気炉に装入し炉冷した。これらの工程は、熱間圧延による鋼帯の製造条件をシミュレートしたものである。

10

【0056】室温まで冷却された鋼板から、6×35×1000mmの試験片を切り出し、電縫溶接シミュレータを用いて溶接した。電縫溶接シミュレータ装置は、図9に概略斜視図で示すように、ガイドロール10により2枚の試験鋼帯9を送り込み、相対する鋼帯9のエッジ部をコンタクトチップ2から供給される高周波電流で予熱した後、スクイズロール11で圧接するもので、エッジ接合部には炭酸ガスレーザービーム3が、鋼帯9の垂直上方から突き合わされたエッジ部に焦点を合わせて照射されるようになっている。

20

【0057】溶接条件は下記の通りであり、焼入れ、焼き戻しの熱処理は、表5に示した範囲の条件で実施した。溶接部の酸素量は140~150ppmであった。

予熱温度 : 700℃、
溶接速度 : 10m/min.、
コンタクトチップからの投入電力 : 200kw、
レーザー出力 : 5kw、
焦点位置でのビーム径 : 0.5mm。

30

【0058】上述した方法で製造した溶接鋼管の溶接部から、5mmのシャルピー衝撃試験片を採取し、その vT_{rs} を求めた。表1および表2に示した本発明鋼ならびに表3に示した比較鋼を使用し、本発明方法によって溶接鋼管を製造したときの鋼帯の製造性およびレーザー照射溶接性、ならびに、上記電縫溶接シミュレータを用いて溶接した溶接鋼管の溶接部の靱性（ vT_{rs} ）を調べ、これを下記によって評価し表6に示す。

【0059】製造性良 : 熱間圧延時に割れが発生しなかった場合、

製造性可 : 熱間圧延時に割れが発生したが、疵取りにより次工程（溶接）を行うことが可能な場合、

40

製造性不良 : 熱間圧延時の割れが大きく、除去が不可能な場合、

溶接性良 : レーザー照射溶接部に酸化物等が認められなかった場合、

溶接性可 : レーザー照射溶接部に酸化物等が認められたが、溶接が可能な場合、

溶接性不良 : レーザー照射溶接部に酸化物等が多く、実質的に溶接が不可能な場合、

靱性良 : 溶接部の vT_{rs} が-30℃以下の場合、

50

靱性不良 : 溶接部の vT_{rs} が-30℃を超えた場合。

【0060】

* * 【表6】

No.	溶接性	レーザー照射 溶接性	溶接性	No.	溶接性	レーザー照射 溶接性	溶接性	No.	溶接性	レーザー照射 溶接性	溶接性
1	良	良	良	21	良	良	良	31	不良	-	-
2	良	良	良	22	良	良	良	32	良	不良	不良
3	良	良	良	23	良	良	良	33	不良	-	-
4	良	良	良	24	良	良	良	34	不良	-	-
5	良	良	良	25	良	良	良	35	良	不良	不良
6	良	良	良	26	良	良	良	36	良	不良	不良
7	良	良	良	27	良	可	良	37	良	不良	不良
8	良	良	良	28	可	可	良	38	不良	-	-
9	良	良	良	29	可	可	良				
10	良	良	良	30	可	可	良				
11	良	良	良								
12	良	良	良								
13	良	良	良								
14	良	良	良								
15	良	良	良								
16	良	良	良								
17	良	良	良								
18	良	良	良								
19	良	良	良								
20	良	良	良								

【0061】表6から明らかなように、比較鋼No. 31、No. 33、No. 34およびNo. 38は、製造性が不良で熱間圧延時に大幅な割れが発生したため、溶接を中止した。比較鋼No. 32、No. 35～No. 37は、何れもレーザー照射溶接性が不良であり、また、溶接部の vT_{rs} は -30°C を超え不良であった。このことより、成分組成が vT_{rs} に大きな影響を与えていることが分かる。

【0062】これに対し、本発明鋼No. 1～No. 5、No. 9～No. 27は、何れも鋼帯の製造性およびレーザー照射溶接性が良好であった。本発明鋼No. 28～No. 30は、鋼板端部に微細な割れ疵が発生したが、疵を除去することより溶接を行うことができた。

【0063】また、工場で電縫溶接鋼管に製管した場合、および、試験溶解材を電縫シミュレータを使用して溶接した場合のいずれにおいても、本発明鋼を使用し本発明方法により製造した場合の vT_{rs} は、予熱温度が 700°C の場合に -30°C 以下であり、極めて良好な靱性を示した。なお、S量が低く且つ強化元素が比較的少ない鋼の靱性はさらに優れていた。

【0064】また、溶接後に焼きならし処理を施した場合も、良好な靱性が得られた。焼きならし処理を施した場合には、焼入れ焼戻し処理を施した場合に比較して vT_{rs} は高くなるが、本発明鋼を使用した場合の溶接部の vT_{rs} は、予熱温度が 900°C の場合でも、 -20°C 以下であった。

※【0065】なお、表1中の本発明鋼No. 11～No. 12、No. 14～No. 15、No. 17およびNo. 19は、所定量のCaおよび/またはMgを含有しているので、耐HIC（水素誘起割れ）性および耐SSCC性（硫化物応力腐食割れ）も兼ね備えていた。

【0066】

【発明の効果】以上述べたように、この本発明によれば、高能率で製造できる電縫溶接法の有する長所を維持しつつ、溶接部の酸素量が少なく、その機械的特性が母材部に比較して遜色がない、機械構造用、各種プラント用、ラインパイプ用等として最適の溶接鋼管が得られる。なお、各種の腐食環境に使用する場合には、必要に応じて成分組成を選択することにより、耐食性を有する高強度・高靱性鋼管が得られることは勿論である。

【図面の簡単な説明】

【図1】この発明を実施するための製管設備の一例を示す概略説明図である。

【図2】図1のA-A線矢視図である。

【図3】本発明方法および従来方法により製造した電縫溶接鋼管の溶接部の酸素濃度の比較を示す図である。

【図4】本発明方法により製造した溶接鋼管の予熱温度と vT_{rs} との関係を示す図である。

【図5】本発明方法におけるQT処理時の冷却速度と溶接部の vT_{rs} との関係を示す図である。

【図6】本発明方法におけるQT処理時の焼戻し温度と溶接部の vT_{rs} との関係を示す図である。

※50

19

20

【図7】本発明鋼および比較鋼を使用し、本発明方法により製造した溶接鋼管のQT処理時における焼入れ温度と vT_{rs} との関係を示す図である。

【図8】本発明方法および従来方法により製造した溶接鋼管に対し焼きならし処理を施したときの焼きならし温度と溶接部の vT_{rs} との関係を示す図である。

【図9】電縫溶接シミュレータ装置を示す概略斜視図である。

【符号の説明】

1 管状体

2 コンタクトチップ

3 レーザービーム

4 トップロール

5 サイドロール

6 第1高周波加熱装置

7 水冷ゾーン

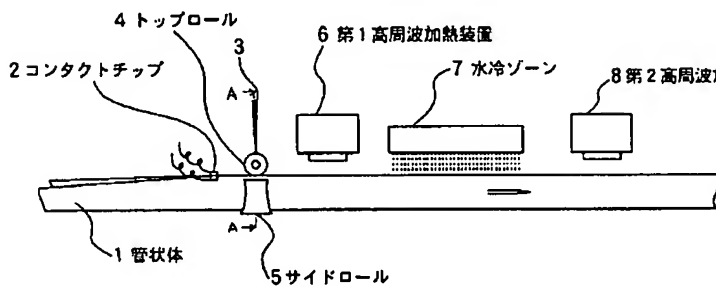
8 第2高周波加熱装置

9 鋼帯

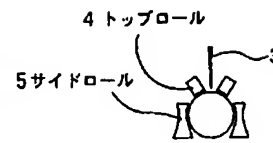
10 ガイドロール

10 11 スクイズロール

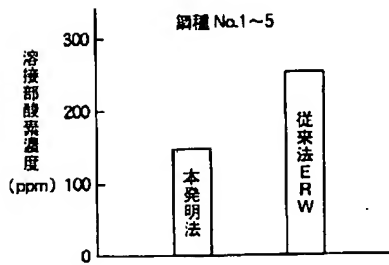
【図1】



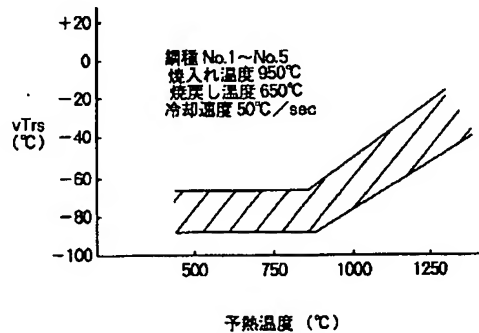
【図2】



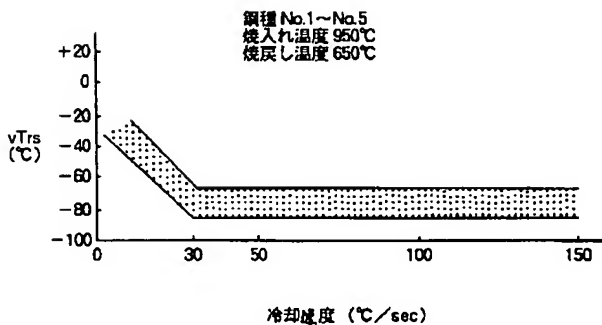
【図3】



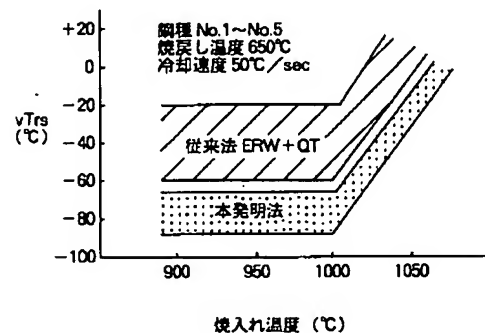
【図4】



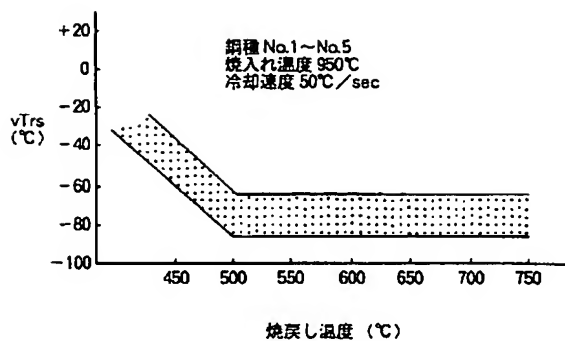
【図5】



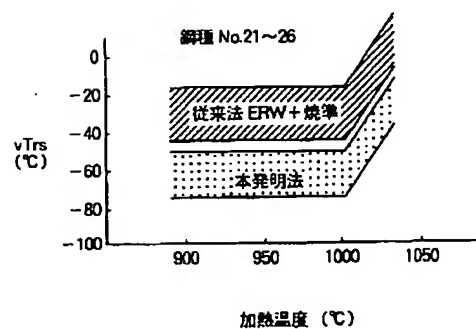
【図7】



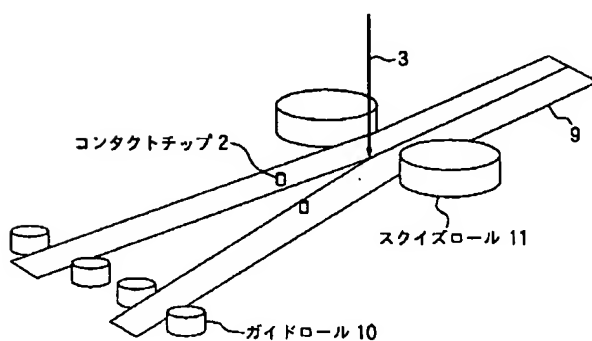
【図6】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 21 D 9/50	1 0 1		C 21 D 9/50	1 0 1 A
C 22 C 38/04			C 22 C 38/04	
38/58			38/58	

(72)発明者 大村 雅紀
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内